第一课：绪论

Wednesday, September 25, 2019 11:53 PM

1. 教师：张源涛；
2. 早期对半导体的认识：
    a. 法拉第：电阻负温度系数特性；
    b. 贝克莱儿：光生伏特效应；
    c. 史密斯：光电导效应；
    d. 布劳恩：整流效应；
    e. 霍尔：霍尔效应；
3. 课后作业：A4答题；(作业待办)
    a. 半导体的基本特性？
    b. 为什么说有一天，硅微电子技术可能会走到尽头？

第二课：硅和锗的化学制备

Thursday, October 10, 2019 12:29 AM

1. 硅和锗的物理性质：

性质	硅	锗
原子序数	14	32
原子密度(个/cm^3)	5.22×10^{22}	4.42×10^{22}
晶体结构	金刚石型	金刚石型
晶格常数(nm)	0.5431	0.5657
熔点(℃)	1417	937
介电常数	11.7	16.3
禁带宽度(eV)	1.12	0.67
电子迁移率($\frac{cm^2}{V\cdot s}$)	1350	3900
空穴迁移率($\frac{cm^2}{V\cdot s}$)	480	1900
本征电阻率($\Omega\cdot cm$)	2.3×10^5	46.0

   a. 特点：
      i. 硅的禁带宽度比锗大，电阻率比锗大四个数量级，Si可做高压器件，且工作温度比锗器件高；
      ii. 硅的丰度大，性质优良，是目前研究最充分也是最成熟的半导体材料；
      iii. 早期Ge的用量很大，但是Ge目前主要转向红外光学应用；
2. 硅和锗的化学性质：
   a. 室温下性质较稳定，不溶于单一的强酸，只能与强碱及氟化物反应；
   b. 高温下化学活性大，可与氧、卤素、卤化氢、碳、氮气、硫及熔融金属反应；
   c. 其镁合金可以与无机酸或卤铵盐反应用来制备硅烷或者锗烷；
   d. 硅烷和锗烷高温分解可以制备高纯硅和锗；
   e. 硅和锗可以任意比例互溶，形成固溶体；
3. 高纯硅的制备：
   a. 硅在地壳中含量为27%，主要来源是石英砂(二氧化硅)和硅酸盐；
   b. 粗硅或工业硅(95%~99%)：SiO_2+C高温反应，纯度可以达到97%；
   c. 高纯硅化学制备法：$SiHCl_3$氢还原法，SiH_4高温分解法，$SiCl_4$法；
      i. 三氯氢硅还原法：

         $Si+3HCl==SiHCl_3+H_2+\frac{309.2kJ}{mol}$

         $SiHCl_3+H_2==Si+3HCl$

         1) 优点：产率大，质量高，成本低，是目前制备高纯硅的主要方法；
         2) 缺点：基硼、基磷含量高；
      ii. 硅烷法;
      iii. 四氯化硅还原法：

第三课：相图

Thursday, October 10, 2019 1:18 AM

1. Gibbs相律：描述平衡体系中独立组元数、相数与自由度数之间的关系；
   F=C-P+2，
   a. F：自由度；
   b. C：独立组元数；
   c. P：平衡相的数目；
2. 液相图：组成不同的熔体开始析出晶体时的温度连线，其上方为液相区；
3. 固相图：组成不同的熔体结晶终了时的温度连线，其下方为固相区；
4. 固液共存区：固相线之上液相线之下；

第四课：区熔技术

Thursday, October 17, 2019 12:22 AM

1. 区熔技术(Zone Melting)——区域熔炼；
2. 区熔技术的提出：
   a. 半导体工业对原料纯度的要求达到8个"9"以上，一般化学提纯方法无法满足此要求；
   b. 区熔提纯是蒲凡(W.G.Pfann)于1952年提出的一种物理提纯方法；
   c. 区熔提纯是制备极高纯度物质的重要方法，可以制备8个"9"以上的半导体材料；
3. 区域提纯(Zone Refining)；
4. 分凝现象：将含有杂质的晶态物质熔化后再结晶时，杂质在结晶的固体和未结晶的液体中浓度是不同的，这种现象称为分凝现象；
5. 平衡分凝系数：
   定义：在某一温度下，平衡状态时，杂质在固液两相中的浓度的比值；
6. 有效分凝系数：一次区熔后杂质浓度与远离界面处杂质浓度的比值；
7. BPS公式：讨论平衡分凝系数和有效分凝系数的关系；
   a. 平流区：固液界面附近的扩散层熔体中，液流运动较平静，杂质分布存在浓度梯度；
   b. 湍流区：扩散层外熔体中，热对流导致液流运动非常剧烈，杂质分布均匀；

   扩散中杂质的一位连续性方程：

   $\mathrm{D}\frac{\partial^2 \mathrm{C}}{\partial \mathrm{x}^2} - v\frac{\partial C}{\partial x} = \frac{\partial C}{\partial t}$，　其中，D扩散系数，$-$ v液面推进速度；

   BPS公式：

   $K_{eff} = \frac{K_0}{(1-K_0)e^{-\frac{f\delta}{D}} + K_0}$，其中，$\mathrm{K_{eff}}$有效分凝系数，$\mathrm{K_0}$平衡分凝系数，$\delta$扩散层厚度；
   a. 为了使分凝显著，应使凝固速度$f < \frac{D}{\delta}\left(f < \frac{10^{-3}cm}{s}\right)$
   b. 采用电磁搅拌技术可以提高区熔纯度；
8. 影响区熔提纯的因素：
   a. 熔区长度：
      i. 一次区熔时：

         $C_s = C_0\left[1-(1-K)e^{-\frac{Kx}{l}}\right]$

         当l越大，C_s越小，提纯效果越好，因此考虑，熔区长度越大越好；
      ii. 极限分布时：

         $K = \frac{Bl}{e^{Bl}-1}$，　$A = \frac{C_0 BL}{e^{BL}-1}$，　$C_s(x) = Ae^{Bx}$

         当l越大，B越小，A越大，$\mathrm{C_s}$越大，提纯效果越差，所以从极限分布角度来看，l越小越好；
   b. 熔区移动速度：

      $K_{eff} = \frac{K_0}{(1-K_0)e^{-\frac{f\delta}{D}} + K_0}$

      熔区移动速度越大，[illegible]提纯效果越好，区熔次数越少

熔区移动速度越小，$K_{eff} \to K_0$，提纯效果越好，区熔次数n越少；

区熔速度越大，每次区熔用时少，但提纯效果差，区熔次数n增大；

i. 一般区熔时，可以按$\frac{f\delta}{D} \approx 1$的条件近似计算$f$；

c. 区熔次数的选择：

i. 多次区熔后，锭中的杂质会趋向极限分布，，因此多次区熔是无效的；

ii. 半经验公式：

$$n = \frac{(1\sim1.5)L}{l}$$

通常取$\frac{L}{l} = 10$，得出最大值15，一般采用20左右；

d. 质量输运：区熔时，物质会从一端缓慢地移向另一端；

i. 产生的原因：物质熔化前后材料密度变化；

ii. 解决质量输运：在水平区熔时，将盛放锭的容器倾斜放置$\theta = \arctan\frac{2h_0(1-\alpha)}{l}$；

9. 作业待办：用A4纸

a. 什么是分凝现象？平衡分凝系数？有效分凝系数？

b. 写出BPS公式及各个物理量的含义，并讨论影响分凝系数的因素；

c. 分别写出正常凝固过程、一次区熔过程锭条中杂质浓度C_s公式，并说明各个物理量的含义；

d. 说明为什么实际区熔时，最初几次要选择大熔区后几次用小熔区的工艺条件；

第五课：晶体生长

Tuesday, October 22, 2019 2:25 AM

1. 晶体的形成方式：
   a. 晶体是在物相转变的情况下形成的；
   b. 由气相、液相转变成固相可形成晶体，固相转化为固相的过程也可以；
2. 晶体生长的方式：
   a. 液相生长：溶液生长、熔体生长；
   b. 气相生长；
   c. 固相生长；
3. 气-固转变过程中每摩尔物质自由能改变量：

   $G = U - TS + pV$

   $dG = -SdT + Vdp$

   $\Delta G = \int_{p_1}^{p_0} Vdp = \int_{p_1}^{p_0} \frac{RT}{p} dp = -RT \ln \frac{p1}{p0}$

   a. 饱和比：$\alpha = \frac{p1}{p0}$

   b. $\Lambda = \frac{p_1 - p_0}{p_0} = \alpha - 1$

   c. 气体中生长要求p1>p0

   d. 液体中生长要求c1>c0

第六课：晶核的形成

Sunday, March 1, 2020 07:49

1. 成核过程：新相核的发生和长大，在一定的驱动力下，借助于能量涨落越过位垒而形成晶核的过程；
   a. 均匀成核：有体系中直接形成晶核；
   b. 非均匀成核：在外来质点上成核；
2. 均匀成核：
   a. 单个晶核的形成：
      i. 气-固相变过程中：气体分子不停的无规则运动，某些能量较低的分子可能互相连接形成一些晶胚；
         1. 晶胚的发展趋势：
            a. 继续长大成为稳定的晶核；
            b. 重新拆散为单个分子；

         设：晶胚的形成是二分子过程，a_1：一个气体分子；a_2：由两个气体分子连结而形成的晶胚；...；a_i：由i个气体分子连结而形成的晶胚；

         $a_1 + a_1 \rightarrow a_2$
         $a_1 + a_2 \rightarrow a_3$
         ...
         $a_1 + a_{i-1} \rightarrow a_i$

         体系处于过饱和状态时，能量变化可以分为两部分：

         (1).气相转变为晶胚，体积自由能减小ΔG_v；

         (2).新相形成，形成固-气界面，需要一定的表面能ΔG_s

         设：

         Δg_v为形成单位体积晶胚时，自由能的改变量；

         σ为单位面积的表面能；

         一定条件下，形成一个半径为r的球形晶胚时，体系自由能总的改变量为ΔG，有$\Delta G = \Delta G_s + \Delta G_v$

         $$\Delta G = 4\pi r^2\sigma + \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_v$$

         $$\Delta G = 4\pi r^2\sigma - \left|\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_v\right|$$

         1. 临界半径r^*：开始自发形成晶体时的晶胚半径；
         2. 稳定半径r_0：与$\Delta G = 0$相对应的晶胚半径；
         3. 晶核生长的阶段：
            a. $r < r^*$的晶胚，消失的几率>长大的几率；
               表面能占主导地位，r减小，有利于减小表面能，使体系自由能降低；
            b. $r = r^*$d的晶胚，消失的几率=长大的几率
            c. $r_0 > r > r^*$，消失的几率<长大的几率；
               体积自由能增大到占主导地位，r增大，体系自由能降低，但$\Delta G > 0$，晶胚不稳定；
            d. $r > r_0$时，$\Delta G < 0$，晶胚能稳定长大成晶核；
         4. 按晶胚半径分类：
            a. $r^* < r < r_0$的晶胚为亚稳晶核；
            b. $r > r_0$的晶胚为稳定晶核；
            c. $r = r^*$的晶胚为临界晶胚(核)；

c. $r=r^*$的晶胚为临界晶胚(核)；

临界晶胚处于晶胚到晶核的临界状态，特点是长大与消失的几率刚好相等；

体系自由能ΔG^*，在曲线$\Delta G-r$的极大值处，因此有

$$\left.\frac{d\Delta G^*}{dr}\right|_{r=r^*}=0$$

$$\rightarrow \Delta G=4\pi r^2\sigma+\frac{4}{3}\pi r^3\Delta g_v$$

$$\rightarrow 8\pi r^*\sigma+4\pi r^{*2}\Delta g_v=0$$

$$\rightarrow r^*=-\frac{2\sigma}{\Delta g_v}$$

$$\rightarrow \Delta G^*=\frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta g_v^2}=\frac{4}{3}\pi r^{*2}\sigma=\frac{1}{3}\Delta G_s$$

临界状态下，体系自由能刚好是其表面能的，其余与体积自由能降低相抵消；

形核功：临界状态下成核必须提供的表面能，称这部分能量为形核功；

$$r^*=-\frac{2\sigma}{\Delta G_v},\qquad \Delta G^*=\frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta g_v^2},\qquad \Delta g_v=\frac{kT}{V_m}\ln\alpha$$

r^*，ΔG^*的大小与Δg_v成反比；Δg_v大小由体系的过饱和度和过冷度决定；

体系的过饱和度、过冷度大，相应的Δg_v就大，造成r^*和ΔG^*小；

生长单晶时希望r^*尽可能大，Δg_v尽可能小，则要求过饱和度、过冷度尽量小；

需要得到微晶，则要求过饱和度大一些，易生成小晶粒；

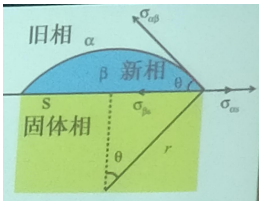
b. 多个晶核生长：

i. 成核率：相变体系中，在单位体积，单位时间内形成的晶核数叫做成核率；

ii. 成长率：新相在单位时间内线性增长值；

3. 非均匀成核：晶体生长体系中，如存在着固体相(尘埃、不溶物或籽晶)，结晶时，晶核将易于依附在这些质点上而形成；

a. 特点：核化在整个体系不是均匀的；



其中：

σ:两相界面的比表面能；

r:β相晶核曲率半径；

θ:晶核与固相平面的接触角；

b. 非均匀成核的原因：旧相中存在着固体相s；

i. 固体相表面上是否有利于新相β晶核的形成，取决于新的界面$\sigma_{\beta s}$代替旧界面$\sigma_{\alpha s}$时所需能量w_s:

$$w_s=\sigma_{\beta s}-\sigma_{\alpha s}=\sigma_{\alpha\beta}$$

ii. $w_s<\sigma_{\alpha\beta}$，S相上成核比在α相中均匀成核所需能量小，有利于相在固体相上成核；

iii. β相晶核形成引起体系的自由能变化，包括体积自由能和表面能两部分，即：

体积自由能变化为：

$$\Delta G_V = V\Delta g_v$$

球冠(晶核)的体积(球缺)为：

$$V = \int_{\theta}^{0} \pi(r\sin\theta)^2 \cdot rd(\cos\theta) = \frac{\pi r^3}{3}(2 - 3\cdot\cos\theta + \cos^3\theta)$$

体积自由能的变化为：

$$\Delta G_V = \frac{\pi r^3}{3}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)\Delta g_V$$

iv. 晶核稳定时，各个界面之间张力达到平衡；

1. 三相交点达到静力学平衡有：

$$\sigma_{\alpha s} = \sigma_{\beta s} + \sigma_{\alpha\beta}\cos\theta$$

或 $$\sigma_{\beta s} - \sigma_{\alpha s} = -\sigma_{\alpha\beta}\cos\theta$$

$$\Delta G_{非均} = \left(4\pi r^2\sigma_{\alpha\beta} + \frac{4}{3}\pi r^3\Delta g_V\right)f(\theta)$$

$$f(\theta) = \frac{1}{4}(2+\cos\theta)(1-\cos\theta)^2$$

体系状态不变时，θ为常数，$f(\theta)$也为常数；

v. 球冠的表面自由能ΔG_s由$\alpha-\beta$相之间表面能ΔG_{s_1}和$\beta-s$相之间的表面能ΔG_{s_2}两部分组成；

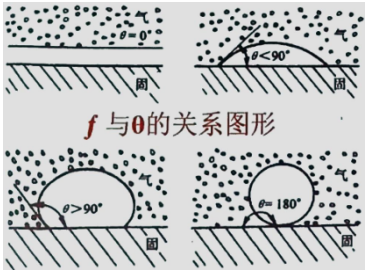
$$\Delta G_{s_1} = \sigma_{\alpha\beta}\int_{\theta}^{0} 2\pi(r\sin\theta)rd\theta = 2\pi r^2(1-\cos\theta)\sigma_{\alpha\beta}$$

$$\Delta G_{s_2} = \pi(r\sin\theta)^2(\sigma_{\beta s} - \sigma_{\alpha s})$$

$$\Delta G_s = \Delta G_{s_1} + \Delta G_{s_2} = 2\pi r^2(1-\cos\theta)\sigma_{\alpha\beta} + \pi(r\sin\theta)^2(\sigma_{\beta s} - \sigma_{\alpha s})$$

vi. 接触角润湿对成核位垒的影响：

	θ	$\cos\theta$	$f(\theta)$	ΔG^*
润湿	0~90°	1~0	$0\sim\frac{1}{2}$	$\left(0\sim\frac{1}{2}\right)\Delta$
不润湿	90~180°	0~−1	$\frac{1}{2}\sim1$	$\left(\frac{1}{2}\sim1\right)\Delta$



1. 接触角：指在气、液、固三相交点处所作的气-液界面的切线穿过液体与固-液交界线之间的夹角θ；
2. 当固相与β相的性质相近，两相间润湿性好，接触角小，$f(\theta)$小，$\Delta G^*_{非均}$也小，容易成核；
   a. $\theta = 0, f(\theta) = 0, \Delta G^*_{非均} = 0$
      不需要三维成核，流体可直接转变成晶体(拉单晶、同质外延)；
   b. $\theta = 180°, f(\theta) = 1, \Delta G^*_{非均} = \Delta G^*_{均} f(\theta)$
      杂质对成核没有贡献，与在α相中均匀成核一样；

c. 结论：非均匀成核较均匀成核要容易得多，非均匀成核所需能量只是均匀成核能量的百分之一左右；

d. 经典理论估算的临界晶核，在通常的过饱和度情况下，大约包括100个原子；

e. 界面与晶体生长状况的关系：

i. 完整突变光滑面：从原子或分子的层次来看没有凹凸不平的现象，固液两相间

第七课：晶核的生长理论

Sunday, March 1, 2020 07:50

1. Kossel模型生长：
   a. 生长特征：二维成核，侧向扩展，层状生长；
   b. 硅完美晶体生长技术：低温成核，高温生长；
2. Kossel模型要求：
   a. 二维核生长需要克服由棱边能作用产生的位垒，气象或溶液生长要求：过饱和度25%以上；
   b. 生长不连续；
3. Frank生长模型(非完整突变光滑面生长模型)：又名螺旋生长模型
   a. Frank模型适用：缺陷晶体，光滑界面；
   b. 特点：侧向扩展，层状生长，有自然台阶，不需要二维成核，连续生长，生长速度快；
   c. 模型要点：
      i. 螺位错在晶面露头；
      ii. 产生一高度等于晶面间距的台阶；
      iii. 提供无穷尽的台阶源；
      iv. 不需要光滑界面生长的二维突变成核；
   d. 模型认为晶体是理想不完整的，其中必然会存在一定数量的位错；
   e. 意义：不只限于由螺旋位错的生长过程，实际上代表了在生长过程中由自然台阶不需要二维成核的一大类晶体的生长情况；
4. 杰克逊界面平衡结构理论：
   a. 相变潜热：相变过程中释放或吸收的热；
   b. 粗糙面：晶体相约占50%；
   c. 光滑面：晶体相占0%或100%；
   d. 杰克逊晶体生长机制：取决于晶体界面结构，由热力学条件和晶体种类决定；
5. 杰克逊界面平衡理论假设：
   a. 单原子系统，简立方，只考虑表面层和界面层中原子与原子的相互作用(双层界面，单层模型)；
   b. 生长界面为单原子层，且界面的原子层内晶相与流体相原子都位于晶格位置；
   c. 只考虑晶体-晶体的原子间相互作用；
   d. 晶体和流体两相，单位质量的V,U,S不同，x(指晶体相原子占比)不同，自由能G(x)也不同；
   e. 原子按统计学分布，与温度无关；
   f. 杰克逊体系吉布斯自由能的变化：
      i. 内能变化：

$$\Delta U = \Delta U_0 + \Delta U_1$$

其中，

垂直键能，设垂直键总数为y_0：

$$\Delta U_0 = -2y_0\left(\frac{L_0}{V}\right)N_A$$

水平键能，设水平键总数为y_1：

$$\Delta U_1 = -y_1\left(\frac{L_0}{V}\right)\left(\frac{N_A}{N}\right)N$$

$\Delta U_1 = -y_1 \left(\frac{}{v}\right)\left(\frac{}{N}\right) N_A$

因此，

$$\Delta U = -2L_0\left(\frac{y_0}{v}\right)N_A - L_0\left(\frac{y_1}{v}\right)\left(\frac{N_A}{N}\right)N_A$$

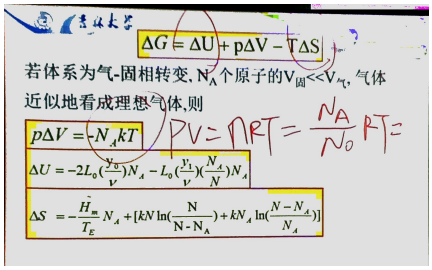
$$\Delta S = \Delta S_0 + \Delta S_1$$

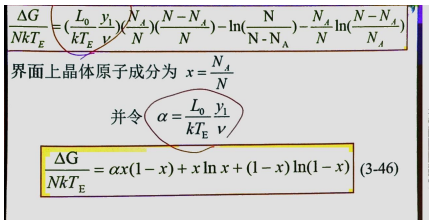
ii. 熵变化：

$$\Delta S = \Delta S_0 + \Delta S_1$$

ΔS_0由无序流体原子转变成有序晶体原子减少的的熵；

ΔS_1熵增；





g. 杰克逊因子：

$$\alpha = \frac{L_0}{kT_E}\cdot\frac{y_1}{v}$$

i. 界面相变熵(杰克逊因子)；

ii. 物质相变熵$\frac{L_0}{kT_E}$：决定物质的本性；

iii. 取向因子$\frac{y_1}{v}$：取决于晶体结构和界面的取向，反映晶体的各向异性：

第八课：熔体的晶体生长

Thursday, October 31, 2019 12:11 AM

1. 熔体生长的相变条件：$\Delta T < 0$；
2. 晶体生长界面热输运方程：
   a. 晶体稳定生长时，在生长的固-液面上保持热平衡，即单位时间内：$Q_L + Q_F = Q_C$
   b. 设生长晶体的截面积A，生长速度f，相变潜热$H(J/g)$，晶体密度d，结晶放出的相变潜热Q_F：
   c. 从熔体传到界面的热量Q_L为：$Q_L = K_L \left(\frac{dT}{dZ}\right)_L A$；
   d. 从固-液界面向晶体传走的热量Q_C为：$Q_C = K_S \left(\frac{dT}{dZ}\right)_S A$；
      i. 其中，K_L, K_S分别为液体和固体的热传导系数；
3. 界面热流连续方程：

$$AK_L \left(\frac{dT}{dZ}\right)_L + fAdH^{\sim} = AK_S \left(\frac{dT}{dZ}\right)_S$$

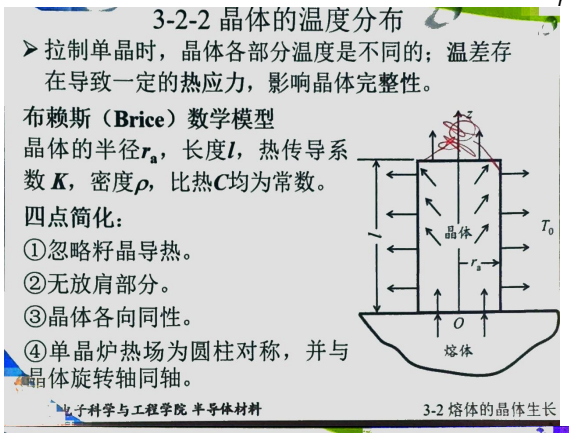
   a. 晶体生长速度的估算：

$$f = \frac{K_S \left(\frac{dT}{dZ}\right)_S - K_L \left(\frac{dT}{dZ}\right)_L}{dH^{\sim}}$$

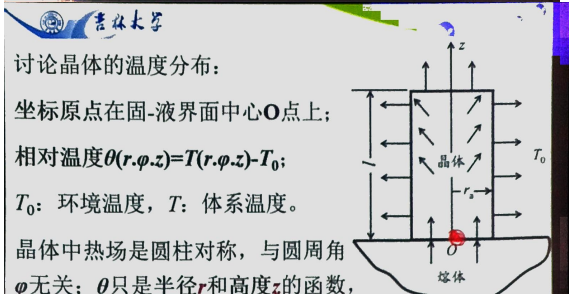
      i. 晶体生长速度的极限值

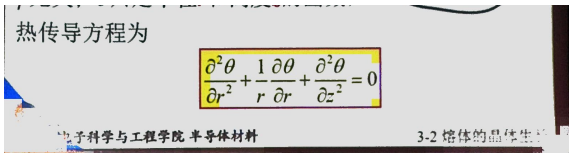
$$f_{max} = \frac{K_S \left(\frac{dT}{dZ}\right)_S}{dH^{\sim}}$$

   b. 生长速度与晶体外形的关系：
      i. 单晶生长时，籽晶的截面积都比较小，从籽晶传走的热量Q_C'可忽略不计；
      ii. 晶体生长的速度与生长晶体的半径成反比：$f \propto \frac{1}{r}$；
      iii.



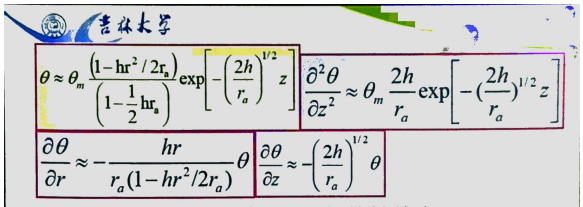
      iv.





c. 三个边界条件：

i. 在固-液界面上：



ii. 由四个近似解，可以看出以下规律性特点：

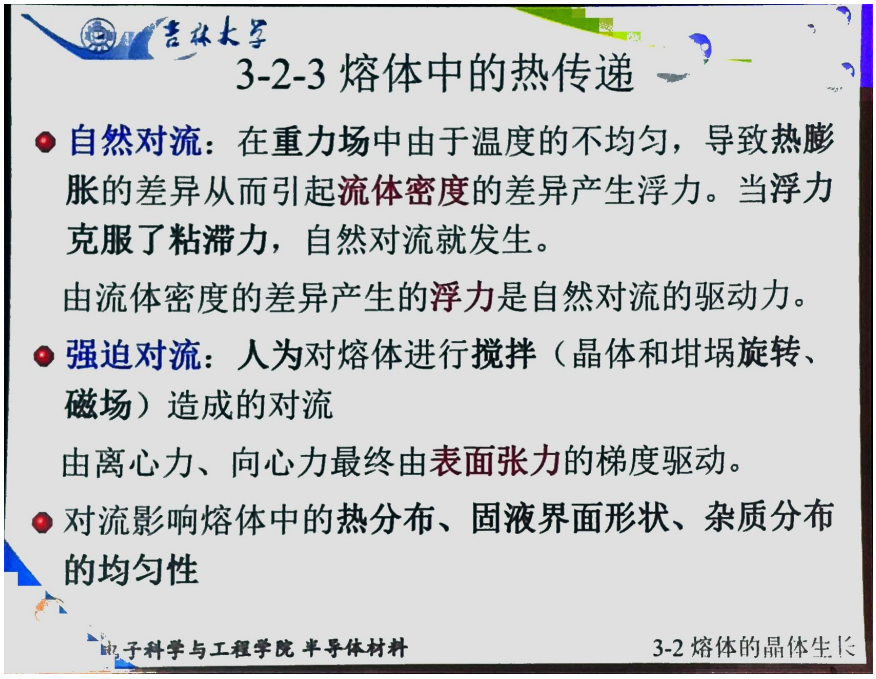
(1)温度分布以晶体旋转轴z为对称轴，当r、z一定时，温度也相同；因此在z一定，即在一个水平面上，以r为半径的圆周上各点的温度都相同。

(2)当r为常数时，θ≈常数exp[-常数z]，即晶体中温度随z增大而指数关系降低。

4. 熔体中的热传递：

a. 自然对流：在重力场中由于温度的不均匀

b.



c.

5. 作业待办：A4

a. 求解固-液界面上的温度传导系数，即3-c-ii；

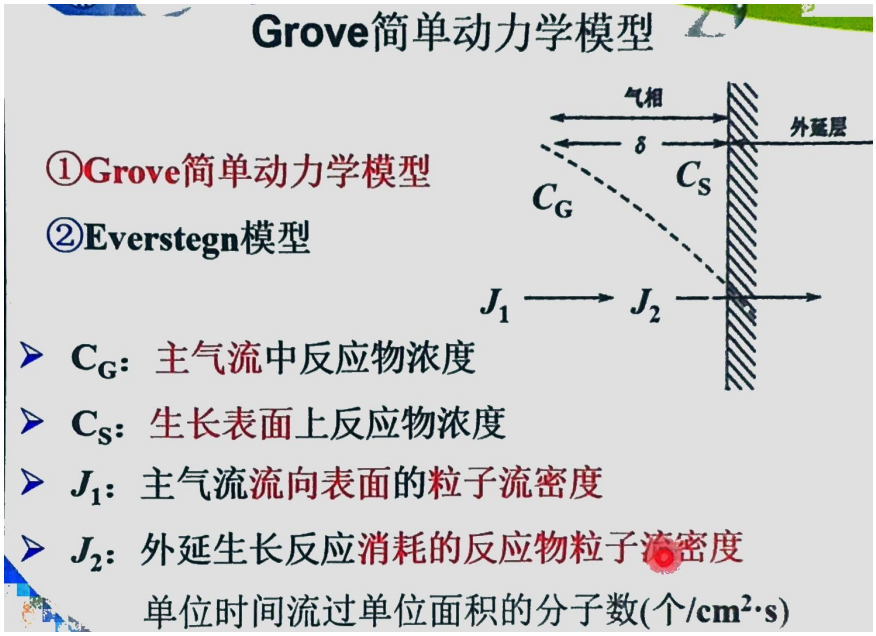
b. 推导布莱斯模型解析解；

第九课：外延生长

Tuesday, November 5, 2019 2:11 AM

1. 拉单晶：润晶-缩颈-放肩-等径生长-拉光；
2. 外延生长：在一定条件下，通过一定方法获得所需原子，并使这些原子有规则地排列在衬底上；
3. 临界厚度：异质外延压应力释放的外延层厚度；
4. 外延生长的特点：
    a. 优势：
        i. 可在低(高)阻衬底上外延高(低)阻外延层；
        ii. 可以在p(n)型衬底上外延n(p)型外延层；
        iii. 可在指定区域选择外延生长；
        iv. 可以根据需要改变掺杂的种类和浓度，突变或缓变；
        v. 可以生长异质、多层、多组分化合物且组分可变的超薄层；
        vi. 可在低于熔点温度下外延生长，速率可控，可实现原子级尺寸厚度外延生长；
        vii. 可生长无法拉制单晶的材料，如GaN，三四元系化合物单层晶等；
5. 外延层应满足的要求：
    a. 表面应平整、光亮，无表面缺陷；
    b. 晶体完整性好，位错和层错密度低；
    c. 外延层本底杂质浓度低，补偿少；
    d. 异质外延，外延层与衬底组分应突变；
    e. 掺杂浓度控制严格，分布均匀，电阻率符合要求且均匀；
    f. 外延层的厚度应符合要求，均匀性和重复性好；
    g. 掩埋层衬底外延后，埋层图形畸变要小；
    h. 外延片直径尽可能大；
    i. 化合物半导体外延层和异质结外延的稳定性要好；
6. 硅的气相外延生长：
    a. 气相硅外延生长的定义：在高温下，使挥发性强的硅源于氢气发生反应或热解，生成的硅原子淀积在硅衬底上长成外延层；
    b. 气相外延生长的前提条件：以$SiCl_4 + 2H_2 \rightarrow Si(s) + 4HCl(g)$为例；
        i. 在沉积温度下，反应物有足够高的蒸气压；
        ii. 生成物中，除了一种所需要的沉积物为固态外，其余必须是气态；
        iii. 沉积物本身的蒸气压应足够低；
        iv. 衬底本身的蒸气压在沉积温度下也应足够低，不易挥发；
    c. 通常使用的原料：
        i. 硅源：$SiH_4(g), SiH_2Cl_2(g), SiHCl_3(l), SiCl_4(l)$；
    d. 气体输运及控制系统：
        i. 用途：气体输运和控制系统是根据需要向反应室及时准确地输运反应气体地系统；
        ii. 组成：管道、流量计、各种阀门；

e.


Grove简单动力学模型
①Grove简单动力学模型
②Everstegn模型
气相
外延层
δ
C_S
C_G
J_1
J_2
C_G：主气流中反应物浓度
C_S：生长表面上反应物浓度
J_1：主气流流向表面的粒子流密度
J_2：外延生长反应消耗的反应物粒子流密度
单位时间流过单位面积的分子数(个/cm²·s)

第十课：硅外延层电阻率的控制

Thursday, November 21, 2019 12:14 AM

1. 边界层：是一个气体速度为零的固体表面(衬底或支架)和气体速度(平行于衬底)为气流场v_0的自由气流之间的过渡层；
2. Grove简单动力学模型：

   图片在前一页；
3. 外延层中的杂质：
   a.

第十一课：硅的异质外延

Tuesday, November 26, 2019 2:25 AM

1. SOI(绝缘层上硅)：Semiconductor/Silicon On Insulator;
2. SOS：Silicon On Sapphire/Spinel;
    a. SOI材料的一种，表示蓝宝石或尖晶石；
3. SOS（蓝宝石衬底硅异质外延）技术：
    a. 异质外延衬底材料的选择：
        i. 考虑外延层与衬底材料之间的相容性：晶体结构、熔点、蒸气压、热膨胀系数等；
        ii. 衬底对外延层的玷污问题；
        iii. 理想材料有蓝宝石和尖晶石，工业上广泛使用蓝宝石；
    b. SOS外延生长：
        i. 难题：
            1) 与硅相比，其硬度大，磨抛时间长；
            2) 自掺杂效应比较严重；
        ii. 方法：
            1) 双速率生长：先高速覆盖，再低速生长；
            2) 两步外延：先硅烷快速覆盖，再四氯化硅生长；
        iii. 缺点：
            1) 损伤、腐蚀、晶格失配、应变等会引入高密度的位错、孪晶、晶粒间界等晶格缺陷；
            2) Al局部析出及其氧化物等晶体缺陷；
4. SOI材料制备技术：
    a. 熔化横向生长；
    b. CVD横向生长(Epitaxial Lateral Overgrowth, ELO)：实现选择性生长的工艺；
    c. 氧离子注入(SIMOX)；
    d. 直接键合和背腐蚀(SDB&BESOI)技术；
    e. 智能剥离(Smart-Cut)技术；
    f. 外延层转移ELTRAN(Epitaxial Layer Transfer)技术；

第十二课：III-V族化合物半导体

Thursday, November 28, 2019 12:26 AM

1. 常见III-V族二元化合物的禁带宽度：
    a. GaN：直接3.42eV；
    b. GaP：间接2.26eV；
    c. GaAs：直接1.43eV；
    d. InP：直接1.35eV；
2.

第十三课：液相外延生长

Tuesday, December 10, 2019 2:00 AM

1. 液相外延(LPE)：从饱和溶液中在单晶衬底上生长外延层的方法；
    a. 液相外延实质上是从金属溶液中生长一定组分晶体的结晶过程，其在多相体系中完成；
2.